

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-31562

(P 2 0 0 0 - 3 1 5 6 2 A)

(43) 公開日 平成12年1月28日 (2000.1.28)

(51) Int. Cl. ⁷	識別記号	F I	テ-マコード (参考)
H01L 43/08		H01L 43/08	Z
G11B 5/39		G11B 5/39	
H01F 10/08		H01F 10/08	
10/30		10/30	

審査請求 有 請求項の数34 O L (全21頁)

(21) 出願番号 特願平11-113438
(62) 分割の表示 特願平10-236801の分割
(22) 出願日 平成10年8月24日 (1998.8.24)
(31) 優先権主張番号 特願平9-309406
(32) 優先日 平成9年10月22日 (1997.10.22)
(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(71) 出願人 000010098
アルプス電気株式会社
東京都大田区雪谷大塚町1番7号
(72) 発明者 長谷川 直也
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ
ス電気株式会社内
(72) 発明者 斎藤 正路
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ
ス電気株式会社内
(74) 代理人 100085453
弁理士 野▲崎▼ 照夫

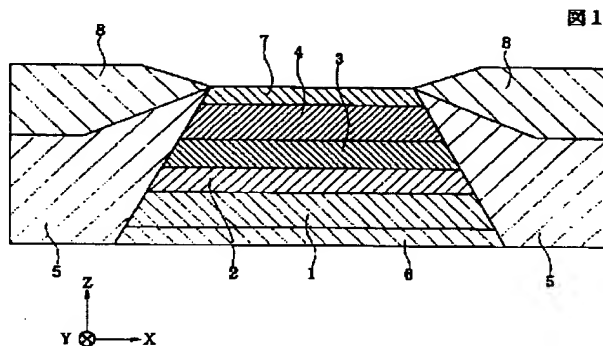
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 交換結合膜とその製造方法、前記交換結合膜を用いた磁気抵抗効果素子、ならびに、前記磁気抵抗効果素子を用いた薄膜磁気ヘッド

(57) 【要約】

【目的】 従来、反強磁性層として使用されていたNi Mn合金の場合、固定磁性層 (例えばNi Fe合金) との界面構造を整合状態としても、不規則格子から規則格子に変態するが、Ni Mn合金よりも優れた反強磁性材料である白金族元素を用いたX-Mn合金の場合、固定磁性層との界面構造を整合状態とすると、不規則格子から規則格子に変態できず、交換異方性磁界を得ることができないという問題点があった。

【構成】 反強磁性層4はX-Mn (Xは白金族元素) で形成され、前記反強磁性層の格子定数は、固定磁性層3の格子定数よりも大きくされている、これにより、熱処理を施すことによって、前記反強磁性層の結晶構造は、不規則格子から規則格子に変態し、より大きな交換異方性磁界を得ることが可能になる。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 前記反強磁性層と強磁性層とが接して形成され、前記反強磁性層と強磁性層との界面にて交換異方性磁界が発生し、前記強磁性層の磁化方向が一定方向にされる交換結合膜において、前記反強磁性層は、少なくとも元素X（ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である）とMnとを含有する反強磁性材料で形成され、前記強磁性層の格子定数よりも、前記反強磁性層の格子定数の方を大きくしたことを特徴とする交換結合膜。

【請求項2】 前記反強磁性層の少なくとも一部の結晶構造が、L1₀型の面心正方規則格子となっている請求項1記載の交換結合膜。

【請求項3】 前記反強磁性層はX—Mn合金で形成され、元素Xは、Ptである請求項1または2記載の交換結合膜。

【請求項4】 前記反強磁性層はPtMn合金で形成され、前記反強磁性層の格子定数a, cの比c/aは、0.93～0.99の範囲内である請求項3記載の交換結合膜。

【請求項5】 前記反強磁性層は、X—Mn—X'合金（ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である）で形成され、前記X—Mn—X'合金は、元素XとMnとで構成される空間格子の隙間に元素X'が侵入した侵入型固溶体であり、あるいは、元素XとMnとで構成される結晶格子の格子点の一部が、元素X'に置換された置換型固溶体である請求項1または2記載の交換結合膜。

【請求項6】 前記反強磁性層として用いられるX—Mn—X'合金の元素XはPtである請求項5記載の交換結合膜。

【請求項7】 前記元素X'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である請求項5または6記載の交換結合膜。

【請求項8】 前記元素X'は、Ne, Ar, Kr, Xeのうち1種または2種以上の元素である請求項7記載の交換結合膜。

【請求項9】 前記元素X'の組成比はat%で、0.2～10の範囲内である請求項5ないし8のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項10】 前記元素X'の組成比はat%で、0.5～5の範囲内である請求項9記載の交換結合膜。

【請求項11】 元素XとMnとの組成比の割合X:Mnは、4:6～6:4の範囲内である請求項5ないし10のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項12】 前記反強磁性層が、X—Mn合金（た

だしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である）で形成され、前記反強磁性層が強磁性層の上に形成されており、X—Mn合金のXの組成比はat%で、47～57の範囲内である請求項1ないし4のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項13】 前記反強磁性層が、X—Mn—X'合金（ただし、Xは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素であり、X'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である）で形成され、前記反強磁性層が強磁性層の上に形成されており、X—Mn—X'合金のX+X'の組成比はat%で、47～57の範囲内である請求項5ないし11のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項14】 X—Mn合金のXの組成比、あるいはX—Mn—X'合金のX+X'の組成比はat%で、50～56の範囲内である請求項12または13記載の交換結合膜。

【請求項15】 前記反強磁性層が、X—Mn合金（ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である）で形成され、前記反強磁性層が強磁性層の下に形成されており、X—Mn合金のXの組成比はat%で、44～57の範囲内である請求項1ないし4のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項16】 前記反強磁性層が、X—Mn—X'合金（ただしX'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である）で形成され、前記反強磁性層が強磁性層の下に形成されており、X—Mn—X'合金のX+X'の組成比はat%で、44～57の範囲内である請求項5ないし11のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項17】 X—Mn合金のXの組成比、あるいはX—Mn—X'合金のX+X'の組成比はat%で、46～55の範囲内である請求項15または16記載の交換結合膜。

【請求項18】 少なくとも元素X（ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である）とMnとを含有する反強磁性層と、強磁性層とを接合した交換結合膜の製造方法であって、前記反強磁性層と強磁性層とを接合したときに、前記強磁性層の格子定数よりも、前記反強磁性層の格子定数の方

を大きくし、

熱処理を施すことにより、前記反強磁性層の結晶構造の不規則相を規則相に変態させることにより、両層の界面で交換異方性磁界の発生を可能とすることを特徴とする交換結合膜の製造方法。

【請求項19】 前記熱処理により、反強磁性層の少なくとも一部の結晶構造を、 $L1_0$ 型の面心正方規則格子にする請求項18記載の交換結合膜の製造方法。

【請求項20】 前記反強磁性層を $X-Mn$ 合金で形成し、元素 X は、 Pt である請求項18または19記載の交換結合膜の製造方法。

【請求項21】 前記反強磁性層を $PtMn$ 合金で形成し、前記熱処理後に、前記反強磁性層の格子定数 a 、 c の比 c/a を、 $0.93 \sim 0.99$ の範囲内にする請求項20記載の交換結合膜の製造方法。

【請求項22】 前記反強磁性層を、 $X-Mn-X'$ 合金（ただし X は、 Pt 、 Pd 、 Ir 、 Rh 、 Ru 、 Os のうちいずれか1種または2種以上の元素である）で形成し、前記 $X-Mn-X'$ 合金は、元素 X と Mn とで構成される空間格子の隙間に元素 X' が侵入した侵入型固溶体であり、あるいは、元素 X と Mn とで構成される結晶格子の格子点の一部が、元素 X' に置換された置換型固溶体である請求項18または19記載の交換結合膜の製造方法。

【請求項23】 前記反強磁性層として用いられる $X-Mn-X'$ 合金の元素 X は Pt である請求項22記載の交換結合膜の製造方法。

【請求項24】 前記元素 X' は、 Ne 、 Ar 、 Kr 、 Xe 、 Be 、 B 、 C 、 N 、 Mg 、 Al 、 Si 、 P 、 Ti 、 V 、 Cr 、 Fe 、 Co 、 Ni 、 Cu 、 Zn 、 Ga 、 Ge 、 Zr 、 Nb 、 Mo 、 Ag 、 Cd 、 Ir 、 Sn 、 Hf 、 Ta 、 W 、 Re 、 Au 、 Pb 、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である請求項22または23記載の交換結合膜の製造方法。

【請求項25】 前記元素 X' は、 Ne 、 Ar 、 Kr 、 Xe のうち1種または2種以上の元素である請求項24記載の交換結合膜の製造方法。

【請求項26】 前記元素 X' の組成比は $at\%$ で、 $0.2 \sim 10$ の範囲内である請求項22ないし25のいずれかに記載の交換結合膜の製造方法。

【請求項27】 前記元素 X' の組成比は $at\%$ で、 $0.5 \sim 5$ の範囲内である請求項26記載の交換結合膜の製造方法。

【請求項28】 元素 X と Mn との組成比の割合 $X:Mn$ は、 $4:6 \sim 6:4$ の範囲内である請求項22ないし27のいずれかに記載の交換結合膜の製造方法。

【請求項29】 前記反強磁性層として用いられる $X-Mn-X'$ 合金を、スパッタ法により形成する請求項22ないし28のいずれかに記載の交換結合膜の製造方法。

【請求項30】 反強磁性層と、この反強磁性層と接して形成され、前記反強磁性層との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層と、前記固定磁性層に非磁性導電層を介して形成されたフリー磁性層と、前記フリー磁性層の磁化方向を前記固定磁性層の磁化方向と交叉する方向へ揃えるバイアス層と、固定磁性層と非磁性導電層とフリー磁性層に検出電流を与える導電層とを有し、前記反強磁性層とこの反強磁性層と接して形成された固定磁性層となる強磁性層とが、請求項1ないし請求項1-7のいずれかに記載された交換結合膜により形成されていることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項31】 前記フリー磁性層の上側または下側に、トラック幅 T_w の間隔を空けて反強磁性層が積層され、前記反強磁性層とフリー磁性層となる強磁性層とが、請求項1ないし請求項1-7のいずれかに記載された交換結合膜により形成されている請求項30記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項32】 フリー磁性層の上下に積層された非磁性導電層と、一方の前記非磁性導電層の上および他方の非磁性導電層の下に位置する固定磁性層と、一方の前記固定磁性層の上および他方の固定磁性層の下に位置して、交換異方性磁界によりそれぞれの固定磁性層の磁化方向を一定の方向に固定する反強磁性層と、前記フリー磁性層の磁化方向を前記固定磁性層の磁化方向と交叉する方向に揃えるバイアス層とを有し、前記反強磁性層とこの反強磁性層と接して形成された固定磁性層となる強磁性層とが、請求項1ないし請求項1-7のいずれかに記載された交換結合膜により形成されていることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項33】 非磁性層を介して重ねられた磁気抵抗層と軟磁性層とを有し、前記磁気抵抗層の上側あるいは下側にトラック幅 T_w の間隔を空けて反強磁性層が形成され、前記反強磁性層と磁気抵抗層となる強磁性層が、請求項1ないし請求項1-7のいずれかに記載された交換結合膜により形成されていることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項34】 請求項30ないし33のいずれかに記載された磁気抵抗効果素子の上下にギャップ層を介してシールド層が形成されていることを特徴とする薄膜磁気ヘッド。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、反強磁性層と強磁性層とから成り、前記反強磁性層と強磁性層との界面にて発生する交換異方性磁界により、前記強磁性層の磁化方向が一定の方向に固定される交換結合膜に係り、特に前記反強磁性層が元素 X （ Pt 、 Pd 等）と Mn とを含む反強磁性材料で形成された場合、より大きい交換異方性磁界を得られるようにした交換結合膜とその製造方法、前記交換結合膜を用いた磁気抵抗効果素子（スピ

ンバルブ型薄膜素子、AMR素子)、ならびに、前記磁気抵抗効果素子を用いた薄膜磁気ヘッドに関する。

【0002】

【従来の技術】スピンバルブ型薄膜素子は、巨大磁気抵抗効果を利用したGMR (giant magnetoresistive) 素子の1種であり、ハードディスクなどの記録媒体からの記録磁界を検出するものである。このスピンバルブ型薄膜素子は、GMR素子の中でも比較的構造が単純で、しかも弱い磁界で抵抗が変化するなど、いくつかの優れた点を有している。

【0003】前記スピンバルブ型薄膜素子は、最も単純な構造で、反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層およびフリー磁性層から成る。前記反強磁性層と固定磁性層とは接して形成され、前記反強磁性層と固定磁性層との界面にて発生する交換異方性磁界により、前記固定磁性層の磁化方向は一定方向に単磁区化され固定される。

【0004】フリー磁性層の磁化は、その両側に形成されたバイアス層により、前記固定磁性層の磁化方向と交叉する方向に揃えられる。

【0005】前記反強磁性層にはFe-Mn (鉄-マンガン) 合金膜、またはNi-Mn (ニッケル-マンガン) 合金膜、固定磁性層及びフリー磁性層にはNi-Fe (ニッケル-鉄) 合金膜、非磁性導電層にはCu (銅) 膜、またバイアス層にはCo-Pt (コバルト-白金) 合金膜などが一般的に使用されている。

【0006】このスピンバルブ型薄膜素子では、ハードディスクなどの記録媒体からの漏れ磁界により、前記フリー磁性層の磁化方向が変動すると、固定磁性層の固定磁化方向との関係で電気抵抗が変化し、この電気抵抗値の変化に基づく電圧変化により、記録媒体からの洩れ磁界が検出される。

【0007】ところで、前述したように、反強磁性層には、Fe-Mn合金膜やNi-Mn合金膜が用いられるが、Fe-Mn合金膜は、耐食性が低く、また交換異方性磁界が小さく、さらにブロッキング温度が150℃程度と低くなっている。ブロッキング温度が低いことで、ヘッドの製造工程中やヘッド動作中における素子温度の上昇により、交換異方性磁界が消失してしまうという問題が発生する。

【0008】これに対し、Ni-Mn合金膜は、Fe-Mn合金膜に比べて、交換異方性磁界が比較的大きく、しかもブロッキング温度が約300℃と高い。従って反強磁性層には、Fe-Mn合金膜よりもNi-Mn合金膜を用いる方が好ましい。

【0009】また、B. Y. Wong, C. Mitsu-mata, S. Prakash, D. E. Laughlin, and T. Kobayashi: Journal of Applied Physics, vol. 79, No. 10, p. 7896-p. 7904 (1996) には、Ni-Mn合金膜を反強磁性層として用いた

場合における前記反強磁性層と固定磁性層 (NiFe合金膜) との界面構造について報告されている。

【0010】この論文には、「NiFeとNiMnの両方の{111}面が膜面と平行となるように、NiFe/NiMn界面での結晶整合状態を保って成長している。界面での整合歪みは、膜面と平行な面を双晶面とする双晶が多数導入されることにより緩和されている。ただし、残存している界面歪みにより、界面近くでのNiMnの規則化は低く抑制され、界面から離れた場所では規則化度が高くなっている。」と記載されている。

【0011】なお、整合とは、界面における反強磁性層と固定磁性層との原子が、1対1で対応する状態のことをいい、逆に非整合とは、界面における反強磁性層と固定磁性層との原子が一对の位置関係にない状態のことをいう。

【0012】NiMn合金で反強磁性層が形成される場合、熱処理が施されることにより、NiMn合金と固定磁性層との界面に、交換異方性磁界が発生するが、これは熱処理が施されることにより、NiMn合金が不規則格子から規則格子に変態することによる。

【0013】熱処理が施される前では、NiMn合金の結晶構造は、Ni, Mn原子の配列順序が不規則な面心立方格子 (以下、不規則格子という) であるが、熱処理が施されると、結晶構造は、面心立方格子から面心正格子に変態し、しかも原子位置が規則化 (以下規則格子という) する。なお、結晶構造が完全に規則格子となった場合におけるNi-Mn合金膜の格子定数a, cの比c/aは、0.942である。

【0014】このように、完全に規則格子となったNiMn合金膜の格子定数比c/aは、比較的1に近い値であるため、不規則格子から規則格子に変態する時に生じる界面での格子歪みは、比較的小さくなっており、従ってNiMn合金膜と固定磁性層との界面構造が整合状態にあっても、熱処理が施されることにより、NiMn合金が不規則格子から規則格子に変態し、交換異方性磁界が発生する。

【0015】なお前述した論文に記載されているように、界面における格子歪みは、双晶によりある程度緩和されている。

【0016】

【発明が解決しようとする課題】前述したように、NiMn合金は、比較的交換異方性磁界が大きく、またブロッキング温度も約300℃と高くなっており、従来のFeMn合金に比べて優れた特性を有しているが、耐食性に関しては、FeMn合金と同じ様に、充分であるとはいえなかった。

【0017】そこで最近では、耐食性に優れ、しかもNiMn合金よりも大きい交換異方性磁界を発生し、高いブロッキング温度を有する反強磁性材料として、白金族元素を用いたX-Mn合金 (X=Pt, Pd, Ir, R

h, Ru, Os)が注目を浴びている。

【0018】白金族元素を含有するX-Mn合金を反強磁性層として用いれば、従来に比べて再生出力を向上させることができ、またヘッド駆動動作時における素子温度の上昇により、交換異方性磁界が消滅し再生特性が低下するといった不具合も生じにくくなる。

【0019】ところで、この白金族元素を含有するX-Mn合金を反強磁性層として用いた場合、交換異方性磁界を発生させるには、NiMn合金を反強磁性層として用いた場合と同様に、成膜後熱処理を施す必要がある。 10

【0020】しかしながら、X-Mn合金(Xは白金族元素)からなる反強磁性層を使用した場合、前記反強磁性層の結晶構造が、不規則格子から規則格子に変態する際に生じる格子歪みは、従来反強磁性層として使用されていたNiMn合金に比べて大きいために、前記NiMn合金と同様に、反強磁性層と強磁性層との界面を整合状態にしておく、前記反強磁性層の結晶構造が、不規則格子から規則格子に適切に変態できず、交換異方性磁界がほとんど発生しないことがわかった。

【0021】本発明は上記従来の課題を解決するための 20 ものであり、反強磁性層として、元素X(Xは白金族元素)とMnとを含有する反強磁性材料を用いた場合、大きい交換異方性磁界を発生することができるようにした交換結合膜とその製造方法、前記交換結合膜を用いた磁気抵抗効果素子、ならびに、前記磁気抵抗効果素子を用いた薄膜磁気ヘッドに関する。

【0022】

【課題を解決するための手段】本発明は、反強磁性層と強磁性層とが接して形成され、前記反強磁性層と強磁性層との界面にて交換異方性磁界が発生し、前記強磁性層 30 の磁化方向が一定方向にされる交換結合膜において、前記反強磁性層は、少なくとも元素X(ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である)とMnとを含有する反強磁性材料で形成され、前記強磁性層の格子定数よりも、前記反強磁性層の格子定数の方を大きくしたことを特徴とするものである。

【0023】このように本発明では、白金族元素Xを有する反強磁性材料によって反強磁性層を形成した場合に、前記反強磁性層の格子定数の方を、強磁性層の格子定数よりも大きくしており、これにより、前記反強磁性層の結晶構造は、不規則格子から規則格子に変態しやすくなり、より大きな交換異方性磁界を得ることが可能になる。

【0024】本発明では、前記反強磁性層の少なくとも一部の結晶構造が、L1₁型の面心正方規則格子となっていることが好ましい。これにより、より大きな交換異方性磁界を得ることが可能になる。

【0025】また本発明では、前記反強磁性層はX-Mn合金で形成され、元素Xは、Ptであることが好まし 50

く、この場合、前記反強磁性層の格子定数a、cの比c/aは、0.93~0.99の範囲内であることが好ましい。この範囲内であると、反強磁性層の結晶構造は、不規則格子から規則格子に変態しやすくなり、より大きな交換異方性磁界を得ることができる。

【0026】さらに本発明では、前記反強磁性層は、X-Mn-X'合金(ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である)で形成され、前記X-Mn-X'合金は、元素XとMnとで構成される空間格子の隙間に元素X'が侵入した侵入型固溶体であり、あるいは、元素XとMnとで構成される結晶格子の格子点の一部が、元素X'に置換された置換型固溶体であることが好ましい。

【0027】X-Mn合金に、侵入型あるいは置換型の元素X'を添加することにより、反強磁性層の格子定数はさらに大きくなり、前記反強磁性層と強磁性層との格子定数の差を広げることができるため、より大きな交換異方性磁界を発生させることが可能である。なお前記反強磁性層として用いられるX-Mn-X'合金の元素XはPtであることが好ましい。

【0028】また本発明では、前記元素X'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素であることが好ましく、より好ましくは、前記元素X'は、Ne, Ar, Kr, Xeのうち1種または2種以上の元素である。

【0029】また本発明では、前記元素X'の組成比はat%で、0.2~10の範囲内であることが好ましく、より好ましくは、0.5~5の範囲内である。さらに本発明では、元素XとMnとの組成比の割合X:Mnは、4:6~6:4の範囲内であることが好ましい。

【0030】上記のように、元素X'の組成比等を適正に調整することにより、より大きな交換異方性磁界を得られることが、後述する実験により確認されている。

【0031】また本発明では、前記反強磁性層が、X-Mn合金(ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である)で形成され、前記反強磁性層が強磁性層の上に形成されており、X-Mn合金のXの組成比はat%で、47~57の範囲内であることが好ましい。

【0032】また本発明では、前記反強磁性層が、X-Mn-X'合金(ただし、Xは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素であり、X'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W,

Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である)で形成され、前記反強磁性層が強磁性層の上に形成されており、 $X-Mn-X'$ 合金の $X+X'$ の組成比は $a\%$ で、47~57の範囲内であることが好ましい。

【0033】なお、 $X-Mn$ 合金の X の組成比、あるいは $X-Mn-X'$ 合金の $X+X'$ の組成比は $a\%$ で、50~56の範囲内であると、より好ましい。

【0034】また本発明では、前記反強磁性層が、 $X-Mn$ 合金(ただし X は、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である)で形成され、前記反強磁性層が強磁性層の下に形成されており、 $X-Mn$ 合金の X の組成比は $a\%$ で、44~57の範囲内であることが好ましい。

【0035】また本発明では、前記反強磁性層が、 $X-Mn-X'$ 合金(ただし X' は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である)で形成され、前記反強磁性層が強磁性層の下に形成されており、 $X-Mn-X'$ 合金の $X+X'$ の組成比は $a\%$ で、44~57の範囲内であることが好ましい。なお、 $X-Mn$ 合金の X の組成比、あるいは $X-Mn-X'$ 合金の $X+X'$ の組成比は $a\%$ で、46~55の範囲内であると、より好ましい。

【0036】また本発明は、少なくとも元素 X (ただし X は、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である)とMnとを含有する反強磁性層と、強磁性層とを接合した交換結合膜の製造方法であって、前記反強磁性層と強磁性層を接合したときに、前記強磁性層の格子定数よりも、前記反強磁性層の格子定数の方を大きくし、熱処理を施すことにより、前記反強磁性層の結晶構造の不規則相を規則相に変態させることにより、両層の界面で交換異方性磁界の発生を可能とすることを特徴とするものである。

【0037】本発明では、前記熱処理により、反強磁性層の少なくとも一部の結晶構造を、 $L1_0$ 型の面心正方規則格子にすることが好ましい。また本発明では、前記反強磁性層を $X-Mn$ 合金で形成し、元素 X は、Ptであることが好ましく、この場合、前記熱処理後に、前記反強磁性層の格子定数 a 、 c の比 c/a を、0.93~0.99の範囲内にすることが好ましい。

【0038】また本発明では、前記反強磁性層を、 $X-Mn-X'$ 合金(ただし X は、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である)で形成し、前記 $X-Mn-X'$ 合金は、元素 X とMnとで構成される空間格子の隙間に元素 X' が侵入した侵入型固溶体であり、あるいは、元素 X とMnと

で構成される結晶格子の格子点の一部が、元素 X' に置換された置換型固溶体であることが好ましい。この場合、前記反強磁性層として用いられる $X-Mn-X'$ 合金の元素 X はPtであることが好ましい。

【0039】また本発明では、前記元素 X' は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素であることが好ましく、より好ましくは、前記元素 X' は、Ne, Ar, Kr, Xeのうち1種または2種以上の元素である。

【0040】また本発明では、前記元素 X' の組成比は $a\%$ で、0.2~10の範囲内であることが好ましく、より好ましくは、0.5~5の範囲内である。

【0041】さらに本発明では、元素 X とMnとの組成比の割合 $X:Mn$ は、4:6~6:4の範囲内であることが好ましい。

【0042】なお本発明では、前記反強磁性層として用いられる $X-Mn-X'$ 合金を、スパッタ法により形成することが好ましい。

【0043】以上のようにして形成された交換結合膜は、本発明では、様々な磁気抵抗効果素子に使用可能である。

【0044】まず本発明におけるシングルスピバルブ型薄膜素子は、反強磁性層と、この反強磁性層と接して形成され、前記反強磁性層との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層と、前記固定磁性層に非磁性導電層を介して形成されたフリー磁性層と、前記フリー磁性層の磁化方向を前記固定磁性層の磁化方向と交叉する方向へ揃えるバイアス層と、固定磁性層と非磁性導電層とフリー磁性層に検出電流を与える導電層とを有し、前記反強磁性層とこの反強磁性層と接して形成された固定磁性層となる強磁性層とが、前述した交換結合膜により形成されていることを特徴とするものである。

【0045】また本発明では、上記シングルスピバルブ型薄膜素子のフリー磁性層の上側または下側に、トラック幅 T_w の間隔を空けて反強磁性層が形成され、前記反強磁性層とフリー磁性層となる強磁性層とが、前述した交換結合膜により形成されているものであってもよい。

【0046】また本発明におけるデュアルスピバルブ型薄膜素子は、フリー磁性層の上下に積層された非磁性導電層と、一方の前記非磁性導電層の上および他方の非磁性導電層の下に位置する固定磁性層と、一方の前記固定磁性層の上および他方の固定磁性層の下に位置して、交換異方性磁界によりそれぞれの固定磁性層の磁化方向を一定の方向に固定する反強磁性層と、前記フリー磁性層の磁化方向を前記固定磁性層の磁化方向と交叉する方

向に揃えるバイアス層とを有し、前記反強磁性層とこの反強磁性層と接して形成された固定磁性層となる強磁性層とが、前述した交換結合膜により形成されていることを特徴とするものである。

【0047】さらに本発明におけるAMR素子は、非磁性層を介して重ねられた磁気抵抗層と軟磁性層とを有し、前記磁気抵抗層の上側あるいは下側にトラック幅T_wの間隔を空けて反強磁性層が形成され、前記反強磁性層と磁気抵抗層となる強磁性層とが、前述した交換結合膜により形成されていることを特徴とするものである。

【0048】また本発明における薄膜磁気ヘッドは、前述した磁気抵抗効果素子の上下にギャップ層を介してシールド層が形成されていることを特徴とするものである。

【0049】本発明では、例えば前記磁気抵抗効果素子としてシングルスピンバルブ型薄膜素子およびデュアルスピンバルブ型薄膜素子の反強磁性層と固定磁性層（強磁性層）とを、前記交換結合膜により形成している。

【0050】これにより、耐食性を向上できるとともに、前記固定磁性層の磁化を一定方向に強固に固定することが可能となり、従来に比べて優れた再生特性を得ることが可能となっている。

【0051】また、エキスチェンジバイアス方式により、例えばシングルスピンバルブ型薄膜素子のフリー磁性層（強磁性層）、あるいはAMR素子の磁気抵抗効果素子層（強磁性層）の磁化方向を一定の方向に揃える場合、エキスチェンジバイアス層とフリー磁性層、あるいはエキスチェンジバイアス層と磁気抵抗層とを、前記交換結合膜により形成してもよい。これにより、前記フリー磁性層および磁気抵抗層の磁化を一定方向に適性に揃えることが可能となり、優れた再生特性を得ることが可能である。

【0052】

【発明の実施の形態】図1は、本発明の第1実施形態のシングルスピンバルブ型薄膜素子の構造をABS面側から見た断面図である。なお、図1ではX方向に延びる素子の中央部分のみを破断して示している。

【0053】このシングルスピンバルブ型薄膜素子は、ハードディスク装置に設けられた浮上式スライダのトレーリング側端部などに設けられて、ハードディスクなどの記録磁界を検出するものである。なお、ハードディスクなどの磁気記録媒体の移動方向はZ方向であり、磁気記録媒体からの洩れ磁界の方向はY方向である。

【0054】図1の最も下に形成されているのはTa（タンタル）などの非磁性材料で形成された下地層6である。この下地層6の上にフリー磁性層1、非磁性導電層2、固定磁性層3、および反強磁性層4が積層されている。そして、前記反強磁性層4の上にTa（タンタル）などの保護層7が形成されている。

【0055】また図1に示すように、下地層6から保護

層7までの6層の両側には、ハードバイアス層5、5が形成され、前記ハードバイアス層5、5の上には導電層8、8が積層されている。

【0056】本発明では前記フリー磁性層1および固定磁性層3が、NiFe合金、CoFe合金、Co合金、Co、CoNiFe合金などにより形成されている。

【0057】なお図1に示すようにフリー磁性層1は一層で形成されているが、これが多層構造で形成されてもよい。つまり、前記フリー磁性層1が、例えばNiFe合金とCoFe合金とが積層された構造となってもよいし、NiFe合金とCoとが積層された構造でもよい。

【0058】前記フリー磁性層1と固定磁性層3との間に介在する非磁性導電層2は、Cuで形成されている。さらに、ハードバイアス層5、5は、例えばCo-Pt（コバルト-白金）合金やCo-Cr-Pt（コバルト-クロム-白金）合金などで形成されており、導電層8、8は、Cu（銅）やW（タングステン）、Cr（クロム）などで形成されている。

【0059】本発明では、固定磁性層3の上に形成されている反強磁性層4は、少なくとも元素X（ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である）とMnとを含有する反強磁性材料によって形成されている。

【0060】本発明では、図1に示す固定磁性層3と反強磁性層4との界面構造は、非整合状態となっており、また界面における前記反強磁性層4の少なくとも一部の結晶構造は、L₁型の面心正方格子（以下、規則格子という）となっている。

【0061】ここで、L₁型の面心正方格子とは、単位格子の6面のうち、側面の4面の中心をX原子（X=Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Os）が占め、単位格子の隅、および上面および下面の中心にMn原子が占めるものをいう。

【0062】また本発明では、固定磁性層3と反強磁性層4との結晶配向が異なっていることが、固定磁性層3と反強磁性層4との界面構造が、非整合状態になりやすい点で好ましい。

【0063】図1に示すシングルスピンバルブ型薄膜素子では、Taの下地層6が敷いてあるので、前記下地層6の上に形成されるフリー磁性層1、非磁性導電層2、および固定磁性層3の{111}面は、膜面に対して平行な方向に優先配向している。

【0064】これに対し、前記固定磁性層3の上に形成される反強磁性層4の{111}面は、前記固定磁性層3の{111}面の配向度に比べて小さいか、あるいは無配向となっている。つまり、図1に示す固定磁性層3と反強磁性層4との界面付近での結晶配向は異なったものとなっており、従って前記界面における構造が非整合状態になりやすくなっている。

【0065】本発明では熱処理前の段階から、固定磁性層3と反強磁性層4との界面構造を非整合状態としているが、これは熱処理を施すことにより、前記反強磁性層4の結晶構造を、不規則格子(面心立方格子)から前述した規則格子に変態させ、適性な交換異方性磁界を得られるようにするためである。

【0066】言い換えれば、界面構造が整合状態にあると、熱処理を施しても、前記反強磁性層4の結晶構造が、不規則格子から規則格子に変態しにくく、従って交換異方性磁界が得られないという問題が生じる。

【0067】本発明では、前記反強磁性層4は、X—Mn合金(ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である)で形成されている。特に本発明では、前記反強磁性層4がPtMn合金により形成されていることが好ましい。

【0068】X—Mn合金、特にPtMn合金は、従来から反強磁性層として使用されているFeMn合金、NiMn合金などに比べて耐食性に優れており、またプロッキング温度も高く、さらに交換異方性磁界(He_x)が大きいなど反強磁性材料として優れた特性を有している。

【0069】本発明では、前記反強磁性層4がPtMn合金で形成されている場合、熱処理を施した後、つまり少なくとも一部の結晶構造が規則格子となった前記反強磁性層4の格子定数a, cの比c/aは、0.93~0.99の範囲内であることが好ましい。

【0070】格子定数a, cの比c/aが0.93以下になると、前記反強磁性層4の結晶構造のほぼ全てが規則格子となるが、このような状態になると、前記固定磁性層3と反強磁性層4との密着性が低下し、膜剥がれなどが発生し好ましくない。

【0071】格子定数a, cの比c/aが0.99以上になると、前記反強磁性層4の結晶構造のほぼ全てが不規則格子となってしまう、前記反強磁性層4と固定磁性層3との界面にて発生する交換異方性磁界が小さくなってしまい好ましくない。

【0072】ところで前記反強磁性層4が、X—Mn合金(ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である)で形成される場合、熱処理前の段階において、固定磁性層3と反強磁性層4との界面構造を非整合状態とするために、本発明では、前記X—Mn合金の組成比を下記の数値内に設定している。

【0073】前記反強磁性層4が、X—Mn合金(ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である)で形成され、しかも図1に示すように前記反強磁性層4が固定磁性層3の上に形成される場合、X—Mn合金の元素Xの組成比はat%で、47~57の範囲内であることが好ましい。より好ましくはX—Mn合金の元素Xの組成比はa

t%で、50~56の範囲内である。

【0074】上述した組成比内で反強磁性層4を形成すると、熱処理前、つまり結晶構造が不規則格子となっている段階での前記反強磁性層4の格子定数と、固定磁性層3の格子定数との差を大きくすることができ、従って熱処理前にて、前記固定磁性層3と反強磁性層4との界面構造を非整合状態に保つことができる。

【0075】この状態で熱処理を施すと、前記反強磁性層4の結晶構造の変化により、交換異方性磁界が発生し、前述したようにX—Mn合金の元素Xの組成比の組成比がat%で、47~57の範囲内であると、400(Oe:エルステッド)以上の交換異方性磁界を得ることが可能である。またX—Mn合金の元素Xの組成比はat%で、50~56の範囲内であると、600(Oe)以上の交換異方性磁界を得ることが可能である。

【0076】このように本発明では、反強磁性層4としてX—Mn合金を使用した場合、元素Xの組成比を上述した範囲内で形成することにより、熱処理前における前記反強磁性層4と固定磁性層3との界面構造を非整合状態に保つことが可能である。

【0077】また本発明では、X—Mn合金に、第3元素として元素X'を添加することにより、反強磁性層4の格子定数を大きくでき、熱処理前における反強磁性層4と固定磁性層3との界面構造を非整合状態にすることが可能である。

【0078】X—Mn合金に元素X'を加えたX—Mn—X'合金は、元素XとMnとで構成される空間格子の隙間に元素X'が侵入した侵入型固溶体であり、あるいは、元素XとMnとで構成される結晶格子の格子点の一部が、元素X'に置換された置換型固溶体である。ここで固溶体とは、広い組成範囲にわたって、均一に成分が混ざり合った固体のことを指している。なお本発明では元素XはPtであることが好ましい。

【0079】ところで本発明では前記X—Mn—X'合金をスパッタ法により成膜している。スパッタによって、前記X—Mn—X'合金は非平衡状態で成膜され、成膜されたX—Mn—X'合金は、膜中の元素X'が、元素XとMnとで構成される空間格子の隙間に侵入し、あるいは、元素XとMnとで構成される結晶格子の格子点の一部が、元素X'に置換される。このように、前記元素X'が、X—Mn合金の格子に侵入型であるいは置換型で固溶することにより、格子は押し広げられ、反強磁性層4の格子定数は、元素X'を添加しない場合に比べ大きくなる。

【0080】また本発明では、元素X'として様々な元素を使用することが可能であるが、反応性の高いハロゲンやO(酸素)等を使用すると、これらがMnとのみ選択的に化学結合してしまい、面心立方晶の結晶構造を保てなくなると考えられ好ましくない。本発明における具体的な元素X'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be,

B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素 (Sc, Yとランタノイド (La, Ce, Pr, Nd, Pm, Sm, Eu, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Yb, Lu)) のうち1種または2種以上の元素である。

【0081】上記に示した様々な元素X'のいずれを使用しても、スパッタによって、反強磁性層4の格子定数を大きくできるが、特に置換型で固溶する元素X'を使用する場合は、前記元素X'の組成比が大きくなりすぎると、反強磁性としての特性が低下し、固定磁性層3との界面で発生する交換結合磁界が小さくなってしまふ。

【0082】特に本発明では、侵入型で固溶し、不活性ガスの希ガス元素 (Ne, Ar, Kr, Xeのうち1種または2種以上) を元素X'として使用することが好ましいとしている。希ガス元素は不活性ガスなので、希ガス元素が、膜中に含有されても、反強磁性特性に大きく影響を与えることがなく、さらに、Arなどは、スパッタガスとして従来からスパッタ装置内に導入されるガスであり、ガス圧やスパッタ粒子のエネルギーを適正に調節するのみで、容易に、膜中にArを侵入させることができる。

【0083】なお、元素X'にガス系の元素を使用した場合には、膜中に多量の元素X'を含有することは困難であるが、希ガスの場合においては、膜中に微量侵入させるだけで、熱処理によって発生する交換結合磁界を、飛躍的に大きくできることが実験により確認されている。

【0084】なお本発明では、元素X'の組成比の範囲を設定しており、好ましい前記元素X'の組成範囲は、at%で0.2から10であり、より好ましくは、at%で、0.5から5である。またこのとき、元素XとMnとの組成比の割合X:Mnは、4:6~6:4の範囲内であることが好ましい。元素X'の組成比と、元素XとMnとの組成比の割合X:Mnを、上記範囲内で調整すれば、成膜段階 (熱処理前) における反強磁性層4の格子定数を大きくでき、しかも熱処理を施すことにより反強磁性層4と固定磁性層3との界面で発生する交換結合磁界を、元素X'を含有しない場合に比べ、大きくすることが可能である。

【0085】さらに本発明では、X-Mn-X'合金 (ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素であり、X'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である) で形成された反強磁性層4が、図1に示すよう

に、固定磁性層3の上に形成される場合、前記X-Mn-X'合金のX+X'の組成比はat%で、47~57の範囲内であることが好ましく、より好ましくは、X-Mn-X'合金のX+X'の組成比はat%で、50~56の範囲内である。

【0086】熱処理を施すことによって反強磁性層4と固定磁性層3との界面で発生する交換結合磁界により、前記固定磁性層3の磁化は、図1に示すY方向に単磁区化され固定される。なお、反強磁性層4として使用されるX-Mn-X'合金の元素X'が例えばガス系の元素である場合には、熱処理を施すことにより、前記元素X'が膜中から抜け出て、成膜された段階での元素X'の組成比よりも、熱処理後の元素X'の組成比は小さくなり、あるいは完全に前記X'が膜中から抜け出してしまつて、組成がX-Mnになってしまうことがあるが、成膜段階 (熱処理前) における固定磁性層3と反強磁性層4との界面構造が非整合状態となっていれば、熱処理を施すことにより、前記反強磁性層4の結晶構造は、不規則格子 (面心立方格子) から規則格子に適性に変換し、大きい交換異方性磁界を得ることが可能である。

【0087】またフリー磁性層1は、その両側に形成されているハードバイアス層5、5により、図示X方向に揃えられる。

【0088】図1に示すシングルスピバルブ型薄膜素子では、導電層8からフリー磁性層1、非磁性導電層2および固定磁性層3に定常電流 (センス電流) が与えられ、しかも記録媒体からY方向へ磁界が与えられると、フリー磁性層1の磁化方向がX方向からY方向へ向けて変化する。このとき、伝導電子が、非磁性導電層2と固定磁性層3との界面、または非磁性導電層2とフリー磁性層1との界面で散乱を起こし、電気抵抗が変化する。よつて電圧が変化し、検出出力を得ることができる。

【0089】図2は、本発明の第2実施形態のシングルスピバルブ型薄膜素子の構造を示す断面図である。図2に示すように、下から下地層6、反強磁性層4、固定磁性層3、非磁性導電層2、およびフリー磁性層1が連続して積層されている。

【0090】なお、図2に示す反強磁性層4は、図1に示す反強磁性層4と同じ様に、X-Mn合金 (ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である)、好ましくはPt-Mn合金、またはX-Mn-X'合金 (ただしX'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である) で形成されている。

【0091】なお、固定磁性層3、非磁性導電層2、およびフリー磁性層1は、図1で説明した材質で形成され

ている。

【0092】この実施例においても、固定磁性層3と反強磁性層4との界面構造は、非整合状態となっており、また界面における前記反強磁性層4の少なくとも一部の結晶構造は、L1₀型の面心正方格子（以下、規則格子という）となっている。

【0093】またTaの下地層6の上に形成された前記反強磁性層4の{111}面は、界面に平行な方向に優先配向するが、図2に示すように、前記反強磁性層4の上に固定磁性層3が形成されると、前記固定磁性層3の{111}面の界面方向に対する配向度は、前記反強磁性層4の配向度よりも小さいか、あるいは無配向になり易い傾向がある。このように、図2では界面における前記反強磁性層4と固定磁性層3との結晶配向は異なっており、従ってより界面構造を非整合状態とすることが可能となっている。

【0094】ところで、反強磁性層4がX-Mn合金（ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である）で形成され、図2に示すように、反強磁性層4が固定磁性層3の下に形成される場合、反強磁性層4を構成するX-Mn合金の元素Xの組成比はat%で、44~57の範囲内であることが好ましい。この範囲内であれば、400(Oe)以上の交換異方性磁界を得ることが可能である。より好ましくはX-Mn合金の元素Xの組成比はat%で、46~55の範囲内である。この範囲内であれば、600(Oe)以上の交換異方性磁界を得ることが可能である。

【0095】このように上述した組成範囲内であると交換異方性磁界を大きくすることができるのは、熱処理前における反強磁性層4の格子定数（不規則格子）と、固定磁性層3の格子定数との差を大きくすることができ、熱処理前での界面構造を非整合状態とすることができるからである。

【0096】従って熱処理を施すことにより、界面における前記反強磁性層4の少なくとも一部の結晶構造を、不規則格子から交換異方性磁界を発揮するために必要な規則格子に変態させることが可能となる。

【0097】また前記反強磁性層4が、X-Mn-X'合金（ただしX'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である）で形成される場合、前記X-Mn-X'合金は、スパッタ法によって形成され、元素XとMnとで構成される空間格子の隙間に元素X'が侵入した侵入型固溶体となり、あるいは、元素XとMnとで構成される結晶格子の格子点の一部が、元素X'に置換された置換型固溶体となっている。

【0098】元素X'を膜中に含有する反強磁性層4の格子定数は、前記元素X'を含有しない反強磁性層4の格子定数に比べて大きくなり、成膜段階（熱処理前）における反強磁性層4と固定磁性層3との界面構造を非整合状態に保つことができる。

【0099】なお本発明では、膜中に占める元素X'の組成比を、at%で、0.2~10の範囲内とし、より好ましい組成範囲をat%で、0.5~5の範囲内としている。また元素X'を前記組成範囲内で形成し、さらに、元素XとMnとの組成比の割合X:Mnを、4:6~6:4の範囲内とすれば、より大きい交換結合磁界を得ることが可能である。

【0100】また本発明では、図2に示すように、X-Mn-X'合金で形成された反強磁性層4が固定磁性層3の下側に形成される場合、X-Mn-X'合金のX+X'の組成比は、at%で、44~57の範囲内であることが好ましい。より好ましくはX-Mn-X'合金のX+X'の組成比はat%で、46~55の範囲内である。

【0101】なお、図2に示す固定磁性層3の磁化は、反強磁性層4との界面にて発生する交換異方性磁界により、図示Y方向に単磁区化され固定されている。

【0102】図2に示すように、フリー磁性層1の上には、トラック幅Twの間隔を空けてエキスチェンジバイアス層9（反強磁性層）が形成されている。なおこのエキスチェンジバイアス層9は、X-Mn合金（ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である）、好ましくはPt-Mn合金、またはX-Mn-X'合金（ただしX'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である）で形成されている。

【0103】X-Mn合金の元素Xの組成比はat%で、47~57の範囲内となっている。より好ましくはX-Mn合金の元素Xの組成比はat%で、50~56の範囲内である。なおこの組成範囲は、図1で説明した反強磁性層4の組成範囲と同じである。またX-Mn-X'合金の場合、元素X'の組成比はat%で、0.2~10の範囲内であり、より好ましい組成範囲はat%で、0.5~5の範囲内である。また元素XとMnとの組成比の割合X:Mnは、4:6~6:4の範囲内であることが好ましい。さらに、X-Mn-X'合金のX+X'の組成比はat%で、47~57の範囲内となっていることが好ましく、より好ましくはX-Mn-X'合金のX+X'の組成比はat%で、50~56の範囲内である。

【0104】上述した組成範囲内であると、フリー磁性

層 1 とエキスチェンジバイアス層 9 との界面構造は非整合状態となり、少なくとも界面にて 400 (Oe) 以上の交換異方性磁界を得ることができるが、図 2 に示すように、前記エキスチェンジバイアス層 9、9 は、トラック幅 T_w 部分には形成されていないので、フリー磁性層 1 の両端部分が、強く交換異方性磁界の影響を受け図示 X 方向に単磁区化され、フリー磁性層 1 のトラック幅 T_w 領域の磁化は、外部磁界に対して反応する程度に図示 X 方向に適性に揃えられている。

【0105】このようにして形成されたシングルスピ
ンバルブ型薄膜素子では、図示 Y 方向の外部磁界により、フリー磁性層 1 のトラック幅 T_w 領域の磁化が図示 X 方向から図示 Y 方向に変化する。このフリー磁性層 1 内での磁化の方向の変動と、固定磁性層 3 の固定磁化方向 (図示 Y 方向) との関係で電気抵抗が変化し、この電気抵抗値の変化に基づく電圧変化により、記録媒体からの洩れ磁界が検出される。

【0106】図 3 は、本発明の第 3 実施形態のデュアル
スピバルブ型薄膜素子の構造を示す断面図である。図に示すように、下から下地層 6、反強磁性層 4、固
定磁性層 3、非磁性導電層 2、およびフリー磁性層 1 が
連続して積層されている。さらに前記フリー磁性層 1 の
上には、非磁性導電層 2、固定磁性層 3、反強磁性層
4、および保護層 7 が連続して積層されている。

【0107】また、下地層 6 から保護層 7 までの多層膜
の両側にはハードバイアス層 5、5、導電層 8、8 が積
層されている。

【0108】なお、各層は図 1 および図 2 で説明した材
質と同じ材質で形成されている。

【0109】図 3 に示すように、フリー磁性層 1 よりも
下側に形成されている反強磁性層 4 は、固定磁性層 3 の
下に形成されているので、図 2 に示す反強磁性層 4 と同
じ様に、前記反強磁性層 4 を構成する X-Mn 合金の元
素 X の組成比は $a t \%$ で、44~57 の範囲内であるこ
とが好ましく、より好ましくは X-Mn 合金の元素 X の
組成比は $a t \%$ で、46~55 の範囲内である。

【0110】また、フリー磁性層 1 よりも上側に形成さ
れている反強磁性層 4 は、固定磁性層 3 の上に形成され
ているので、図 1 に示す反強磁性層 4 と同じ様に、前記
反強磁性層 4 を構成する X-Mn 合金の元素 X の組成比
は $a t \%$ で、47~57 の範囲内であることが好まし
く、より好ましくは X-Mn 合金の元素 X の組成比は $a t \%$ で、50~56 の範囲内である。

【0111】この組成範囲内であれば、熱処理前におけ
る固定磁性層 3 の格子定数と反強磁性層 4 の格子定数と
の差を大きくすることができるので、熱処理前における
界面構造を非整合状態にすることができ、従って熱処理
を施すことにより、界面での前記反強磁性層 4 の一部の
結晶構造を不規則格子から交換異方性磁界を発揮するの
に必要な規則格子に変態させることが可能である。なお

前記反強磁性層 4 が PtMn 合金で形成される場合、熱
処理後における前記反強磁性層 4 の格子定数 a 、 c の比
 c/a は、0.93~0.99 の範囲内であることが好
ましい。

【0112】また、反強磁性層 4 と固定磁性層 3 との結
晶配向も異なっているので、より界面構造を非整合状態
にすることが可能となっている。

【0113】上述した組成範囲内であれば、少なくとも 4
00 (Oe) 以上の交換異方性磁界を得ることが可能で
あるが、反強磁性層 4 を固定磁性層 3 の下に形成する方
が、固定磁性層 3 の上に形成するよりも、X-Mn 合金
の元素 X の組成比の範囲を若干広くすることが可能であ
る。

【0114】また反強磁性層 4 が X-Mn-X' 合金で
形成される場合は、元素 X' の組成比は、 $a t \%$ で、
0.2~10 の範囲内であり、より好ましい組成範囲は
 $a t \%$ で、0.5~5 の範囲内である。また元素 X と M
n との組成比の割合 X:Mn は、4:6~6:4 の範囲
内であることが好ましい。

【0115】さらにフリー磁性層 1 よりも下側に形成さ
れている反強磁性層 4 の場合、前記反強磁性層 4 を構成
する X-Mn-X' 合金の X+X' の組成比は $a t \%$
で、44~57 の範囲内であることが好ましく、より好
ましくは X-Mn-X' 合金の X+X' の組成比は $a t \%$
で、46~55 の範囲内である。

【0116】また、フリー磁性層 1 よりも上側に形成さ
れている反強磁性層 4 の場合、前記反強磁性層 4 を構成
する X-Mn-X' 合金の X+X' の組成比は $a t \%$
で、47~57 の範囲内であることが好ましく、より好
ましくは X-Mn-X' 合金の X+X' の組成比は $a t \%$
で、50~56 の範囲内である。

【0117】上記組成範囲内であれば、熱処理前におけ
る固定磁性層 3 の格子定数と反強磁性層 4 の格子定数と
の差を大きくすることができ、熱処理前における界面構
造を非整合状態にすることができ、従って熱処理を施す
ことにより、界面での前記反強磁性層 4 の一部の結晶構
造を不規則格子から交換異方性磁界を発揮するのに必要
な規則格子に変態させることが可能である。

【0118】なおこのデュアルスピバルブ型薄膜素子
も図 1 に示すシングルスピバルブ型薄膜素子と同じよ
うに、固定磁性層 3 は、交換異方性磁界により、図示 Y
方向に単磁区化され固定されており、フリー磁性層 1 の
磁化は、ハードバイアス層 5、5 の影響を受けて図示 X
方向に揃えられている。

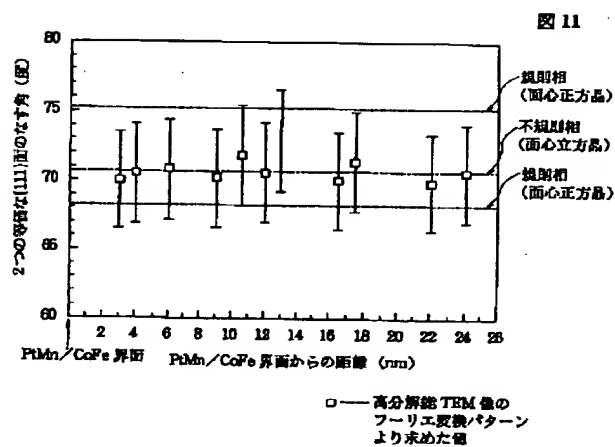
【0119】導電層 8 からフリー磁性層 1、非磁性導電
層 2 および固定磁性層 3 に定常電流が与えられ、しかも
記録媒体から Y 方向へ磁界が与えられると、フリー磁性
層 1 の磁化は図示 X 方向から Y 方向に変動し、このとき
非磁性導電層 2 とフリー磁性層 1 との界面、および非磁
性導電層 2 と固定磁性層 3 との界面でスピに依存した

【図9】

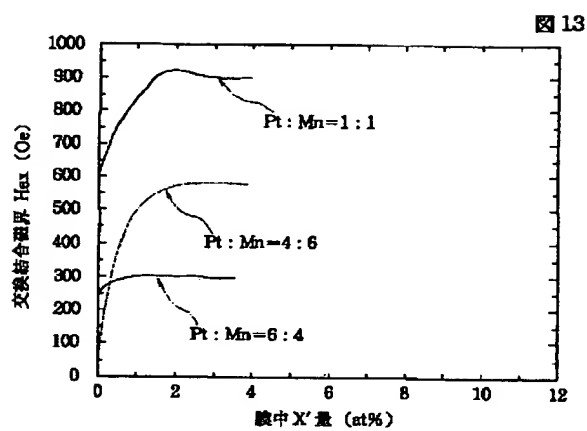
図9



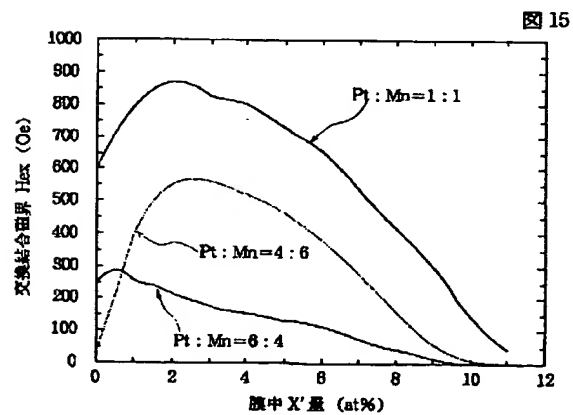
【図11】



【図13】



【図15】



BEST AVAILABLE COPY

フロントページの続き

(72)発明者 大湊 和也
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ
ス電気株式会社内

(72)発明者 山本 豊
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ
ス電気株式会社内

(72)発明者 牧野 彰宏
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ
ス電気株式会社内